

**Ф. В. Водолазский*, М. А. Шабанов, Д. В. Гадеев, Д. А. Князев,
А. Ю. Чудинов**

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина,
г. Екатеринбург

*f.v.vodolazskiy@urfu.ru

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СПЛАВА Ti–21Al–23Nb

В статье описаны результаты исследования интерметаллидного сплава Ti–21Al–23Nb (ат. %) после контролируемого режима охлаждения: нагрев 1060 °С, выдержка 20 минут, охлаждение с печью до 900 °С, выдержка 1 час, охлаждение с печью до 800 °С и закалка в воду. В ходе анализа влияния этапов контролируемого охлаждения на микроструктуру и фазовый состав образцов установлено, что распад происходит с образованием относительно крупных пластин. Дисперсных выделений не обнаружено. Сохраняется повышенное количество β -фазы с пониженным содержанием алюминия. Достигнута структура и фазовый состав, обеспечивающие повышенную вязкость в холодном состоянии.

Ключевые слова: интерметаллидный сплав, алюминиды титана, контролируемое охлаждение, фазовый состав, структура.

**F. V. Vodolazskiy, M. A. Shabanov, D. V. Gadeev, D. A. Knyazev,
A. Yu. Chudinov**

THE STUDY OF THE INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON THE STRUCTURE OF THE INTERMETALLIC ALLOY Ti–21Al–23Nb

The intermetallic alloy Ti–21Al–23Nb after controlled cooling conditions is investigated: heating 1060 °C, holding 20 minutes, cooling with furnace to 900 °C, holding 1 hour, cooling with furnace to 800 °C and quenching in water. The microstructure and phase composition analysis is studied. It is found that the decomposition takes place with the formation of relatively large plates. Disperse secretions were not detected. An increased amount of β -phase with a reduced aluminum content is remained. The structure and phase composition with increased ductility in a cold state is reached.

Keywords: intermetallic alloy, titanium aluminides, controlled cooling conditions, phase composition, structure.

Титановые сплавы на интерметаллидной основе Ti_2AlNb являются перспективными конструкционными материалами для авиакосмической техники, предназначенными для эксплуатации при температурах до 750 °С

[1–3]. Комплекс их свойств определяется присутствием в структуре после определенных термических обработок трех упорядоченных фаз: твердых и хрупких α_2 - и О-фаз (Ti_3Al и Ti_2AlNb), а также имеющей достаточную пластичность β -фазы [4; 5]. Наличие интерметаллидных фаз в данных сплавах создает трудности, связанные с обработкой полуфабрикатов из данных сплавов, из-за их низкой пластичности. На начальных этапах это может приводить к разрушению полуфабрикатов при охлаждении из-за закалочных напряжений. Проблема усугубляется, когда термомеханическая обработка производится в β -области, т. к. при этом стабильность пластичной β -фазы к распаду понижается, и распад при охлаждении протекает с образованием дисперсных интерметаллидных частиц, что ведет к разрушению полуфабриката при закалке или при его транспортировке. В связи с этим необходимы исследования, направленные на разработку режимов охлаждения крупногабаритных полуфабрикатов из сплава на основе О-фазы, позволяющих получить стабильное структурное и фазовое состояние полуфабриката с достаточным количеством β -фазы в ходе охлаждения из β -температурной области.

Материалом исследования служил интерметаллидный жаропрочный титановый сплав $\text{Ti}-21\text{Al}-23\text{Nb}$ (% ат.).

Нагрев образцов производился в лабораторной электрической печи *SNOL-20* по следующему режиму (для фиксации высокотемпературного состояния после каждого этапа производилась закалка образцов в воду): этап 1 – нагрев на температуру 1060 °С, выдержка 20 минут; охлаждение с печью до температуры 900 °С (образец № 1); этап 2 – выдержка при этой же температуре в течении 1 часа (образец № 2); этап 3 – охлаждение с печью до 800 °С (образец № 3).

Исследование микроструктуры проводилось на микроскопе *Olympus GX-51*. Рентгеноструктурный фазовый анализ был проведен на установке *Bruker D8 Advance* в медном фильтрованном K_α – излучении с помощью позиционно-чувствительного детектора *LynxEye*.

По полученным данным РСФА известно, что фазовый состав сплава представлен О-, α_2 - и β - фазами, таблица 1. Содержание α_2 -фазы невелико и она встречается в образцах 1 и 2, выдержка с печью при температуре 800 °С приводит к растворению α_2 -фазы.

Период решетки β -фазы повышается по мере продвижения по этапам контролируемого охлаждения, что показывает протекание процессов распада β -фазы (рис. 1). Повышение периода связано с увеличением удельного содержания ниобия в β -фазе, который имеет больший размер атома, чем титан, и снижением удельного содержания алюминия, имеющего относительно меньший размер атома.

Анализ зависимости параметров периода решетки О-фазы (рис. 2) показал, что ромбичность О-фазы мало меняется в ходе контролируемого охлаждения.

Таблица 1

Фазовый состав образцов сплава Ti–21Al–23Nb после различных этапов контролируемого охлаждения

| Этап | Режим ТО | Фазовый состав |
|------|--|----------------|
| 1 | отжиг при 1060 °С, 20 мин + охлаждение с печью до 900 °С и закалка в воду | O + α2 + β |
| 2 | отжиг при 1060 °С, 20 мин + охлаждение с печью до 900 °С и выдержка 1 час, затем закалка в воду | O + α2 + β |
| 3 | отжиг при 1060 °С, 20 мин + охлаждение с печью до 900 °С и выдержка 1 час + охлаждение с печью до 800 °С, затем закалка в воду | O + β |

Период решетки, нм

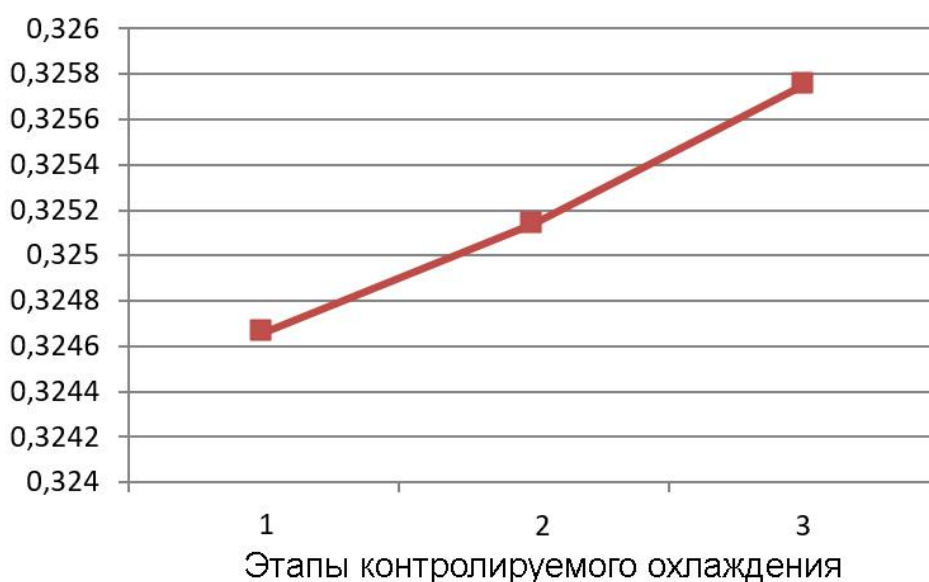


Рис. 1. График зависимости периода решетки β-фазы образцов сплава Ti–21Al–23Nb после различных этапов контролируемого охлаждения:

1 – отжиг при 1060 °С, 20 мин + охлаждение с печью до 900 °С и закалка в воду;

2 – отжиг при 1060 °С, 20 мин + охлаждение с печью до 900 °С и выдержка 1 час, затем закалка в воду;

3 – отжиг при 1060 °С, 20 мин + охлаждение с печью до 900 °С и выдержка 1 час + + охлаждение с печью до 800 °С, затем закалка в воду

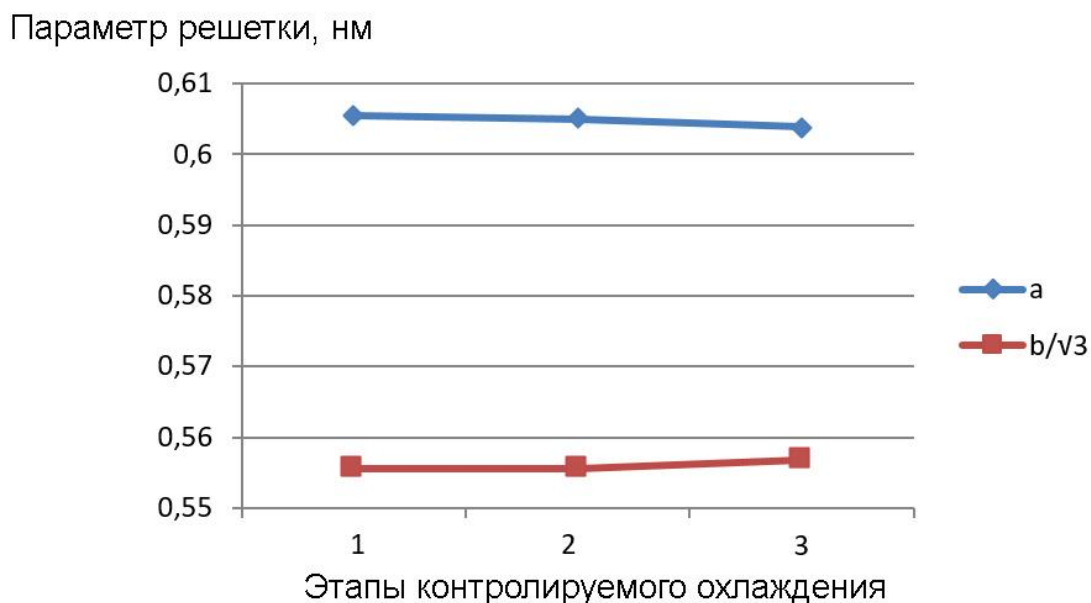


Рис. 2. График зависимости параметров решетки О-фазы образцов сплава Ti–21Al–23Nb после различных этапов контролируемого охлаждения:
 1 – отжиг при 1060 °С, 20 мин + охлаждение с печью до 900 °С и закалка в воду;
 2 – отжиг при 1060 °С, 20 мин + охлаждение с печью до 900 °С и выдержка 1 час, затем закалка в воду;
 3 – отжиг при 1060 °С, 20 мин + охлаждение с печью до 900 °С и выдержка 1 час + + охлаждение с печью до 800 °С, затем закалка в воду

В микроструктуре образца после отжига при температуре 1060 °С и охлаждения с печью до 900 °С наблюдаются крупные зерна β -фазы с четко выделенными границами и небольшое количество пластинчатой О-фазы по границам зерен. Толщина пластин О-фазы 1–2 мкм. Объемная доля О-фазы не превышает 5 %. Наряду с О-фазой происходит образование незначительного количества α_2 -фазы, слабые линии которой обнаруживаются на дифрактограммах. При дальнейшей выдержке при температуре 900 °С происходит выделение пластинчатой О-фазы от границ к центру β -зерна. При этом наблюдаются зоны β -фазы, свободные от распада, доля которых около 50 %. Согласно данным РСФА, показывающим повышение периода β -фазы, ее химический состав при этом меняется. Небольшое количество α_2 -фазы сохраняется. Охлаждение с печью до температуры 800 °С (этап 3) приводит к более полному распаду, появляются зоны со вторичным распадом. Объемная доля высокотемпературной β -фазы около 30 %.

Таким образом, по полученным данным можно сделать следующие выводы: установлены изменения структурного состояния и фазового состава интерметаллидного сплава Ti–21Al–23Nb в процессе охлаждения. Распад происходит с образованием относительно крупных пластин. Дисперсных выделений не обнаружено. Сохраняется повышенное

количество β -фазы с пониженным содержанием алюминия. Достигнута структура и фазовый состав, обеспечивающие повышенную вязкость в холодном состоянии.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента Российской Федерации МК-7923.2016.8.

ЛИТЕРАТУРА

1. Попов А. А., Дроздова Н. А. Принципы легирования двухфазных жаропрочных сплавов на основе титана // Физика металлов и металловедение. 1997. Т. 84, № 4. С. 123–132.
2. Role of Matrix Microstructure on Room-Temperature Tensile Properties and Fiber-Strength Utilization of an Orthorhombic Ti-Alloy-Based Composite / C. J. Boehlert [et al.] // Metallurgical and materials transactions. Vol. 28a, February, 1997. P. 309.
3. Tang Feng, Nakazawa Shixuo, Hagiwara Masuo. Creep behavior of orthorhombic Ti_2AlNb based intermetallic alloys // JSME Int. J. A. 2002. № 1. P. 20–24.
4. A new ordered orthorhombic phase in a $\text{Ti}_3\text{Al-Nb}$ alloy / D. Banerjee [et al.] // Acta Metallurgica. 1988. Vol. 36. P. 871–882.
5. Demakov S. L., Stepanov L. S., Popov A. A. Phase transformations in an $\alpha(2)$ titanium superalloy: I. Effects the quenching temperature and time at quenching temperature on the phase composition and structure of the alloy // Fizika Metallov I Metallovedenie. 1998. V. 86. Issue 5. P. 115–122.